

## Fe-BASED MAGNETIC ALLOY

Patent number: JP1242755  
Publication date: 1989-09-27  
Inventor: YOSHIZAWA KATSUTO; others: 01  
Applicant: HITACHI METALS LTD  
Classification:  
- international: C22C38/00; C22C38/16; C22C38/52  
- european:  
Application number: JP19880068823 19880323  
Priority number(s):

[View INPADOC patent family](#)

---

### Abstract of JP1242755

**PURPOSE:** To obtain a magnetic alloy having low core loss, high magnetic permeability and small characteristic deterioration caused by strain, etc., by compositely adding specific ratios of Cu and one or more kinds of other specific elements to an alloy contg. Fe and B as basic components.

**CONSTITUTION:** The Fe-based magnetic alloy is formed with the compsn. expressed by formula I. The formula I is shown by atom%, and M denotes Co and/or Ni, A denotes Cu and/or Ag, M' denotes one or more kinds of elements selected from Nb, Ta, Zr, Hf, Ti and Mo. In the formula,  $0 \leq a \leq 0.3$ ,  $0.1 \leq x \leq 10$ ,  $1 \leq \alpha \leq 30$  and  $5 \leq z \leq 17$  are furthermore satisfied. At least 50% of the structure is regulated to fine crystal grains and the average grain size of the grain size measured by the maximum size is regulated to  $\leq 1,000 \text{ Angstrom}$ . The alloy having the compsn. expressed by formula II can furthermore be applied. In the formula II, M'' is selected from V, Cr, Mn, the platinum group, Au, etc., and beta is regulated to  $\leq 10$ . The Fe-based magnetic alloy has excellent soft magnetic characteristics and has the characteristics of low magnetostriction, etc.

## ⑫ 公開特許公報(A) 平1-242755

⑤ Int. Cl.

C 22 C 38/00  
38/16  
38/52

識別記号

3 0 3

庁内整理番号

S-6813-4K

④ 公開 平成1年(1989)9月27日

審査請求 未請求 請求項の数 5 (全8頁)

⑭ 発明の名称 Fe 基磁性合金

⑰ 特 願 昭63-68823

⑱ 出 願 昭63(1988)3月23日

⑲ 発 明 者 吉 沢 克 仁 埼玉県熊谷市三ヶ尻5200番地 日立金属株式会社磁性材料  
研究所内⑲ 発 明 者 山 内 清 隆 埼玉県熊谷市三ヶ尻5200番地 日立金属株式会社磁性材料  
研究所内

⑲ 出 願 人 日立金属株式会社 東京都千代田区丸の内2丁目1番2号

## 明 細 書

## 1. 発明の名称

Fe基磁性合金

## 2. 特許請求の範囲

## 1. 一般式:

 $(\text{Fe}_{1-a}\text{Ma})_{100-x-\alpha-z}\text{AxM}'_{\alpha}\text{Bz}$  (原子%)

(ただし、MはCo及び/又はNiであり、AはCu及び/又はAgであり、M'はNb, Ta, Zr, Hf, Ti及びMoからなる群から選ばれた少なくとも1種の元素であり、

a, x,  $\alpha$ 及びzはそれぞれ、

$0 \leq a \leq 0.3$ ,  $0.1 \leq x \leq 1.0$ ,  $1 \leq \alpha \leq 3.0$ ,  
 $5 \leq z \leq 17$ を満たす。)

により表わされる組成を有し、組織の少なくとも50%が微細な結晶粒からなり、前記結晶粒の最大寸法で測定した粒径の平均が1000Å以下の平均粒径を有することを特徴とするFe基磁性合金。

## 2. 一般式:

 $(\text{Fe}_{1-a}\text{Ma})_{100-x-\alpha-\beta-z}\text{AxM}'_{\alpha}\text{M}''_{\beta}\text{Bz}$  (原子%)

(ただし、MはCo及び/又はNiであり、AはCu及

び/又はAgであり、M'はNb, Ta, Zr, Hf, Ti及びMoからなる群から選ばれた少なくとも1種の元素、M''はV, Cr, Mn, 白金族元素Au, Zn, Sn, Reからなる群から選ばれた少なくとも1種の元素であり、

a, x,  $\alpha$ ,  $\beta$ 及びzはそれぞれ、

$0 \leq a \leq 0.3$ ,  $0.1 \leq x \leq 1.0$ ,  $1 \leq \alpha \leq 3.0$ ,  
 $\beta \leq 1.0$ ,  $5 \leq z \leq 17$ を満たす。)

により表わされる組成を有し、組織の少なくとも50%が微細な結晶粒からなり、前記結晶粒の最大寸法で測定した粒径の平均が1000Å以下の平均粒径を有することを特徴とするFe基磁性合金。

3. 前記結晶粒の残部が非晶質であることを特徴とする特許請求の範囲第1項ならびに第2項に記載のFe基磁性合金。

4. 前記組織が実質的に微細な結晶粒からなることを特徴とする特許請求の範囲第1項ならびに第2項に記載のFe基磁性合金。

5. 前記結晶粒の最大寸法で測定した粒径の平均が500Å以下であることを特徴とする特許請

求の範囲第1項乃至第4項に記載のFe基磁性合金。

### 3. 発明の詳細な説明

#### (産業上の利用分野)

本発明は、高周波トランス、チョークコイル、磁気ヘッド等の磁心材料に好適な良好な軟磁性を示す超微細結晶粒組織を有するFe基磁性合金に関するものである。

#### (従来の技術)

従来、高周波トランス、チョークコイル、磁気ヘッド等の磁心材料としては、うず電流損が少ないう利点を有するフェライトや、高飽和磁束密度の特長を有するケイ素鋼、パーマロイ、Fe-Al-Si合金等が用いられていた。

しかし、フェライトは飽和磁束密度が低く、温度特性も悪いため、高周波トランスやチョークコイルに用いる場合、磁心を小型化することが困難であるという欠点があった。ケイ素鋼は飽和磁束密度は高いが高周波磁気特性に劣り、高周波領域ではコア損失による発熱が大きくなってしまいう問題がある。パーマロイは比較的バランスがとれた

材料であるが衝撃や変形により著しく軟磁気特性が劣化する欠点がある。Fe-Al-Si合金は、脆化しているため薄板化が困難であり、超急冷法によらなければ薄板化できない。しかし、脆化が著しいため張力をかけると破断しやすく巻磁心を作製したりするのは著しく困難である。また、薄膜化しても熱膨張係数が大きく特性が劣化したり膜はがれやすい問題もある。

近年これらの欠点をある程度改善できるものとして、非晶質合金が注目を集め一部実用化されている。

非晶質合金は主としてFe系とCo系に大別され、Fe系の非晶質合金は飽和磁束密度が高く、材料コストがCo系に比べて安くつくという利点がある反面、一般的に高周波においてCo系非晶質合金よりコア損失が大きく、透磁率も低いという問題がある。またFe系非晶質合金は磁歪が著しく大きく、磁心として付用する場合磁心がうなりを生じたり含浸やコーティング等を行うと著しく特性が劣化する欠点がある。

これに対してCo系非晶質合金は高周波のコア損失が小さく、透磁率も高いが、コア損失や透磁率の経時変化が大きく、飽和磁束密度も十分ではない欠点がある。さらには高価なCoを主原料とするため価格的不利は免れない。

このような状況下でFe基非晶質合金について種々の提案がなされた。

特公昭60-17019号には、74～84原子%のFeと、8～24原子%のBと、16原子%以下のSi及び3原子%以下のCの内の少なくとも1つとからなる組成を有し、その構造の少なくとも85%が非晶質金属素地の形を有し、かつ非晶質金属素地の全体にわたって不連続に分布された結晶質粒子群の析出物を有しており、結晶質粒子群は0.05～1 $\mu$ mの平均粒度及び1～10 $\mu$ mの平均粒子間距離を有しており、粒子群は全体の0.01～0.3の平均容積分率を占めていることを特徴とする鉄基含硼素磁性非晶質合金が開示されている。この合金の結晶質粒子群は磁壁のピンニング点として作用する不連続な分布の $\alpha$ -(Fe, Si)粒子群で

あるとされている。

また特開昭60-52557号にはFe<sub>a</sub>Cu<sub>b</sub>B<sub>c</sub>Si<sub>d</sub> (ただし75 $\leq a \leq 85$ , 0 $< b \leq 0.5$ , 10 $\leq c \leq 20$ , d $\leq 10$ かつc+d $\leq 30$ )からなる低損失非晶質磁性合金が開示されている。この非晶質合金は結晶化温度以下でかつキュリー温度以上で熱処理される。

#### (発明が解決しようとする問題点)

特公昭60-17019号のFe基軟磁性合金からなる磁心は不連続な結晶質粒子群の存在によりコア損失は減少するが、それでもコア損失は依然大きく、特に磁歪が大きいためうなりを生じたり、含浸コーティングを行うことによりコア損失、透磁率の著しい劣化を招く問題があり、カットコア等では高特性のものが得られていない。

一方、特開昭60-52557号のFe基非晶質合金はCuを含有しこれを用いた磁心のコア損失は低下しているが、上記結晶粒子含有Fe基磁性合金を用いた磁心と同様に満足ではない。さらにはコア損失の経時変化、透磁率に関しても十分でないという問

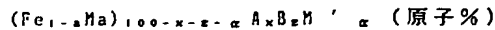
題がある。

従って本発明の目的はコア損失が低く、透磁率が高く、歪等による特性劣化の小さいFe基磁性合金を提供することおよびその製造方法を提供することを目的とする。

(問題点を解決するための手段)

上記目的に鑑み鋭意研究の結果、本発明者等はFeと非晶質形成元素であるBを基本成分とする合金にCuと、Nb, W, Ta, Zr, Hf, Ti, Moから選ばれる少なくとも一種の元素とを複合添加することにより、非晶質合金の適当な熱処理により、組織の大半が微細結晶粒からなるFe基磁性合金が得られさらに、この合金を用いた磁心が優れた特性を示すことを見出し本発明に想到した。

本発明のFe基磁性合金は一般式：



(ただし、MはCo及び／又はNiであり、AはCu及び／又はAgであり、M'はNb, W, Ta, Zr, Hf, Ti及びMoからなる群から選ばれた少なくとも1種の元素であり、a, x, y,  $\alpha$ , 及びzはそれぞれ

因は明らかではないが次のように考えられる。

Cu, AgとFeの相互作用パラメータは正であり、固溶度が低く、分離する傾向があるため非晶質状態の合金を加熱するとFe原子同志またはCu, Ag原子同志が寄り集まりクラスターを形成するため組成ゆらぎが生じる。このため部分的に結晶化しやすい領域が多数でき、そこを核とした微細な結晶粒が生成される。この結晶はFeを主成分とするものであり、FeとCu, Agの固溶度はほとんどないため結晶化によりCu, Agは微細結晶粒の周囲にはき出され、結晶粒周辺のCu, Ag濃度が高くなる。このため結晶粒は成長しにくいと考えられる。

Cu, Ag添加により結晶核が多数できることと結晶粒が成長しにくいため結晶粒微細化が起こると考えられるが、この作用はNb, Ta, W, Mo, Zr, Hf, Ti等の存在により特に著しくなると考えられる。

Nb, Ta, W, Mo, Zr, Hf, Ti等が存在しない場合は結晶粒はあまり微細化されず軟磁気特性も悪

れ、 $0 \leq a \leq 0.3$ ,  $0.1 \leq x \leq 10$ ,  $5 \leq z \leq 17$ ,  $1 \leq \alpha \leq 30$ を満たす。)により表される組成を有し、組織の少なくとも50%が微細な結晶粒からなり、その結晶粒が1000Å以下の平均粒径を有するものである。

本発明に係るFe基磁性合金は、前記非晶質合金を急冷することにより得る工程と、これを加熱し微細な結晶粒を形成する熱処理工程に依っても得られる。

本発明に用いられる合金において、Cu及び／又はAgは必須元素であり、その含有量xは0.1～10原子%の範囲である。0.1原子%より少ないとCu, Agの添加によるコア損失低下、透磁率上昇の効果がほとんどなく、一方10原子%より多いと飽和磁束密度の低下や軟磁気特性の劣化をもたらすためである。本発明において特に好ましいCu及び／又はAgの含有量xは0.5～2原子%であり、この範囲ではコア損失が特に小さく透磁率も高い。

Cu, Agのコア損失低下、透磁率上昇作用の原

因。Nb, Moは特に効果が大きい。これらの元素の中でNbを添加した場合特に結晶粒が細くなりやすく、軟磁気特性も優れたものが得られる。

またFeを主成分とする微細結晶相が生ずるためFe基非晶質合金に比べ磁歪が小さくなり、内部応力一歪による磁気異方性が小さくなることも軟磁気特性が改善される理由と考えられる。

CuやAgを添加しない場合は結晶粒は微細化されにくく、化合物相が形成しやすいため結晶化により磁気特性は劣化する場合が多い。

Bは、本発明に係る合金の微細化に特に有用な元素である。本発明に係るFe基軟磁性合金は、好ましくは、一旦Bの添加効果により非晶質合金とした後で熱処理により微細結晶粒を形成させることにより得られる。Bの含有量zの限定理由は、zが17原子%以下でないと軟磁気特性が得にくいためである。

本発明において、M'はCu, Agとの複合添加により析出する結晶粒を微細化する作用を有するものであり、Nb, W, Ta, Zr, Hf, Ti及びMoから

なる群から選ばれた少なくとも1種の元素である。Nb等は合金の結晶化温度を上昇させ非晶質化を容易にする作用を有するが、クラスターを形成し結晶化温度を低下させる作用を有するCu、Agとの相互作用により析出する結晶粒が微細化するものと考えられる。M'の含有量 $\alpha$ は1~30原子%であり、1原子%未満だと結晶粒微細化の効果が不十分であり、30原子%を超えると飽和磁束密度の著しい低下を招く。好ましいM'の含有量 $\alpha$ は2~15原子%である。なおM'としてNbが磁気特性の面で最も好ましい。またM'の添加によりCo基高透磁率材料と同等の高い透磁率を有するようになる。

残部は不純物を除いて実質的にFeが主体であるが、Feの一部は成分M(Co及び/又はNi)により置換されていてもよい。Mの含有量 $a$ は $0 \leq a \leq 3$ であるが、好ましくは、 $0 \leq a \leq 0.1$ である。 $a$ が0.3を超えると、コア損失が増加する場合があるためである。またM'の添加により、耐食性の改善、磁気特性の改善、又は磁歪調整効果を得

ることができる。M'が10原子%を超えると飽和磁束密度低下が著しい。本発明に係る合金のうち特に $0 \leq a \leq 0.1$ 、 $0.5 \leq x \leq 2$ 、 $5 \leq z \leq 12$ 、 $2 \leq \alpha \leq 15$ の関係を有する場合特に高透磁率、低コア損失が得られやすい。

上記組成を有する本発明に係るFe基軟磁性合金はまた組織の少なくとも50%以上が微細な結晶粒からなる。

この結晶粒は $\alpha$ -Feを主体とするものでB等が固溶していると考えられる。この結晶粒は1000Å以下と著しく小さな平均粒径を有することを特徴とし、合金組織中に均一に分布している。合金組織のうち微細結晶粒以外の部分は主に非晶質である。なお微細結晶粒の割合が実質的に100%になっても本発明の合金は十分に優れた磁気特性を示す。

なお、N、O、S、P、Al、C等の不可避的不純物については所望の特性が劣化しない程度に含有していても本発明の合金組成と同一とみなすことができるのはもちろんである。

次に本発明の合金の製造方法について説明する。

まず上記所定の組成の溶湯から、片ロール法、双ロール法等の公知の液体急冷法によりリボン状の非晶質合金を形成する。通常、片ロール法等により製造される非晶質合金リボンの板厚は5~100 $\mu\text{m}$ 程度であるが、板厚が25 $\mu\text{m}$ 以下のものが高周波において使用される磁心用薄帯として特に適している。

この非晶質合金は結晶相を含んでいてもよいが、後の熱処理により微細な結晶粒を均一に生成するためには非晶質であるのが望ましい。

熱処理は所定の形状に加工した非晶質合金リボンを真空中または水素、窒素、Ar等の不活性ガス雰囲気中、又大気中において一定時間保持し通常行う。熱処理温度及び時間は非晶質合金リボンからなる磁心の形状、サイズ、組成等により異なるが、一般的に450℃~700℃で5分から24時間程度が望ましい。熱処理温度が450℃未満であると結晶化が起こりにくく、熱処理に時間がかかりすぎる。また700℃より高いと粗大な結

晶粒が生成したり、不均一な形態の結晶粒が生成するおそれがあり、微細な結晶粒を均一に得ることができなくなる。また熱処理時間については、5分未満では加工した合金全体を均一な温度とすることが困難であり磁気特性がばらつきやすく、24時間より長いと生産性が悪くなるだけでなく結晶粒の過剰な成長や不均一な形態の結晶粒の生成により磁気特性の低下が起こりやすい。好ましい熱処理条件は、実用性及び均一な温度コントロール等を考慮して、500~650℃で5分~6時間である。

熱処理雰囲気はAr、N<sub>2</sub>、H<sub>2</sub>等の不活性ガス雰囲気又は還元性雰囲気が望ましいが、大気中等の酸化性雰囲気でも良い。冷却は空冷や炉冷等により、適宜行うことができる。また場合によっては多段の熱処理を行うこともできる。また熱処理の際磁心材に電流を流したり高周波磁界を印加し磁心を発熱させることにより磁心を熱処理することもできる。

熱処理を直流あるいは交流等の磁場中で行うこ

ともできる。更には磁場中熱処理により本磁心に用いられている合金に磁気異方性を生じさせ特性向上をはかることができる。磁場は熱処理の間中かける必要はなく、合金のキュリー温度 $T_c$ より低い温度のときであればよい場合が多い。本磁心の磁路方向に磁心が飽和する程度の磁場を印加し熱処理した場合は、 $B-H$ カーブの角形性が良いものが得られ、可飽和リアクトル用磁心、磁気スイッチ、エキシマレーザ励起回路に用いられるパルス圧縮用コア等に好適となる。一方磁路と直角方向に磁心がほぼ飽和する強さの磁場を印加し熱処理した場合は、 $B-H$ カーブが傾斜し、低角形比で恒透磁率特性に優れたものが得られ、動作範囲が広がるので、トランスやノズルフィルター、チョークコイル等に好適となる。また本発明の磁心は回転磁場中熱処理を適用することも可能であり、より高透磁率化が可能である。また磁場中熱処理の場合も熱処理を2段階以上で行うことができる。また、張力や圧縮力を加えながら熱処理磁気特性を改善することもできる。また本発明合金は無磁

場中熱処理でも低角形比恒透磁率特性が得やすい特徴がある。

また、本発明合金はスパッター法、蒸着法等の気相急冷法により非晶質合金膜を作製後これを熱処理し結晶化されて製造することもできるし、膜をつける基板を加熱しながら膜をつけ熱処理を行わず直接微細結晶粒組織からなる本発明Fe基磁性合金を得ることもできる。Agを添加する場合は薄膜化した方がより好ましい結果を得ることができる。

また、アトマイズ法、キャピラリー法等により粉末やフレーク状の本発明合金粉末を得ることもできる。

回転液中紡糸法により線状の本発明合金を得ることも可能である。

#### 〔実施例〕

以下本発明を、実施例に従って説明するが、本発明はこれらに限定されるものではない。

#### 実施例1

原子%でCu 1%, Nb 10%, B 9% 残部Feから

なる合金溶湯を単ロール法により急冷し幅5mm、厚さ18 $\mu$ mの合金薄帯を作製した。

得られた合金はX線回折および透過電子顕微鏡による組織観察の結果ほぼ非晶質単相であることが確認された。この非晶質合金の結晶化温度は460℃であった。

次にこの合金を外径19mm、内径15mmに巻回し窒素ガス雰囲気中590℃に1時間保持後室温まで約100℃/minの冷却速度で冷却した。次にこのトロイダル磁心をフェノール樹脂製のコアケースに入れ磁気特性を測定した。

飽和磁束密度 $B_s$ は12.2kG、角形比 $B_r/B_s$ は18%、保磁力 $H_c$ は9.2A/m、1kHzにおける実効透磁率 $\mu_{e,1k}$ は21000、100kHz 2kGにおけるコア損失 $W_{2,100k}$ は560mW/ccであった。この合金のミクロ組織を透過電子顕微鏡により観察したところ10nm以下の粒径の超微細な結晶組織からなることが確認された。ミクロ組織の概略図を第1図に示す。この結晶粒は電子回折の結果bcc構造のFeであることが確認された。

本発明合金は $B_s$ が10kG以上と高いものが得られ高透磁率、低損失であり、低角形比の特性が得やすいためコモンモードチョークや高周波トランス材とに適している。また、低磁歪であり磁気ヘッド材にも適している。

#### 実施例2

原子%でCu 1%, Nb 8%, B 9%, 残部Feからなる合金溶湯を単ロール法により急冷し、幅10mm、厚さ12 $\mu$ mの合金薄帯を作製した。

X線回折の結果この合金はほぼ非晶質相からなっていることが確認された。

次にこの合金から外径8mm、内径5mmのリング状の試料を取り出し、真空中で550℃に1時間保持し熱処理を行った。次にこの合金の1kHzにおける実効透磁率 $\mu_{e,1k}$ を測定し更に100℃に保持した恒温槽中に試料を入れ経時変化を調べた。

第2図に $\mu_{e,1k}$ はt時間経過後の値である。なお透過電子顕微鏡による組織観察の結果ミクロ組織は実施例1とほぼ同様であることが確認された。

本発明合金の経時変化は従来のCo基アモルファ

ス合金 (Co-Fe-Si-B) 等) に比べ著しく小さい。

### 実施例 3

第1表に示す組織の合金溶湯から単ロール法により厚さ12 $\mu\text{m}$ 、幅3mmの合金薄帯を作製した。X線回折の結果得られた合金は非晶質主体の合金であることが確認された。

次にこの合金を外径10mm、内径7mmに巻回し $\text{N}_2$ ガス雰囲気中で熱処理後、100kHz、2kgにおけるコア損失の120℃の経時変化を測定した。得られた結果を第1表に示す。なお透過電子顕微鏡による組織観察の結果得られた合金は実施例1と同様のミクロ組織を有していた。

$$\Delta W = \frac{W_{1000} - W_0}{W_0} \times 100$$

第1表に示すように本発明合金のコア損失の経時変化は、従来材より優れており、より信頼性の高い磁性部品を作製できる。

第 1 表

No	合 金 組 成 (at%)	$\Delta W$ (%)
1	$\text{Fe}_{88.1}\text{Cu}_1\text{Nb}_1\text{B}_0$	0.2
2	$\text{Fe}_{88.1}\text{Cu}_1\text{Nb}_1\text{B}_0$	0
3	$\text{Fe}_{88.1}\text{Cu}_1\text{Nb}_1\text{B}_0$	0.4
4	$\text{Fe}_{88.1}\text{Cu}_1\text{Nb}_1\text{B}_0$	0.2
5	$\text{Fe}_{88.1}\text{Cu}_1\text{Nb}_1\text{B}_0$	0.5
6	$\text{Fe}_{88.1}\text{Cu}_1\text{Nb}_1\text{B}_0$	0.2
7	$\text{Fe}_{88.1}\text{Cu}_1\text{Nb}_1\text{B}_0$	0.7
8	$\text{Fe}_{88.1}\text{Cu}_1\text{Nb}_1\text{B}_0$	0.1
9	$\text{Fe}_{88.1}\text{Cu}_1\text{Nb}_1\text{B}_0$	0.1
10	$\text{Fe}_{88.1}\text{Cu}_1\text{Nb}_1\text{B}_0$	0.1
11	$(\text{Fe}_{88.1}\text{Co}_{1.9})_{88.1}\text{Cu}_1\text{Nb}_1\text{B}_0$	0.7
12	$(\text{Fe}_{88.1}\text{Ni}_{1.9})_{88.1}\text{Cu}_1\text{Nb}_1\text{B}_0$	0.8
13	$(\text{Fe}_{88.1}\text{Co}_{1.9})_{88.1}\text{Cu}_1\text{Nb}_1\text{B}_0$	0.9
14	$(\text{Fe}_{88.1}\text{Ni}_{1.9})_{88.1}\text{Cu}_1\text{Nb}_1\text{B}_0$	0.7
15	$\text{Fe}_{88.1}\text{Cu}_1\text{Nb}_1\text{V}_1\text{B}_0$	0.3
16	$\text{Fe}_{88.1}\text{Cu}_1\text{Nb}_1\text{Cr}_1\text{B}_0$	0.4
17	$\text{Fe}_{88.1}\text{Cu}_1\text{Nb}_1\text{Mn}_1\text{B}_0$	0.3
18	$\text{Fe}_{88.1}\text{Cu}_1\text{Nb}_1\text{Ru}_1\text{B}_0$	0.2
19	$\text{Fe}_{88.1}\text{Cu}_1\text{Nb}_1\text{Pd}_1\text{B}_0$	0.4
20	$\text{Fe}_{88.1}\text{Cu}_1\text{Nb}_1\text{Pt}_1\text{B}_0$	0.2
21	$\text{Fe}_{88.1}\text{Cu}_1\text{Nb}_1\text{Mo}_1\text{Au}_1\text{B}_0$	0.1
22	$\text{Fe}_{88.1}\text{Cu}_1\text{Nb}_1\text{Cr}_1\text{Ru}_1\text{B}_0$	0.3
23	$\text{Fe}_{88.1}\text{Cu}_1\text{Nb}_1\text{Zn}_1\text{B}_0$	0.5
24	$\text{Fe}_{88.1}\text{Cu}_1\text{Nb}_1\text{Sn}_1\text{B}_0$	0.6
25	$\text{Fe}_{88.1}\text{Cu}_1\text{Nb}_1\text{Ge}_1\text{B}_0$	0.1
26	$\text{Fe}_{88.1}\text{Cu}_1\text{Nb}_1\text{Ir}_1\text{B}_0$	-0.3
27	$\text{Fe}_{88.1}\text{Cu}_1\text{Nb}_1\text{Os}_1\text{B}_0$	-0.4
28	$\text{Fe}_{88.1}\text{Cu}_1\text{Nb}_1\text{Rh}_1\text{B}_0$	0
従来材	$\text{Fe}_{88.1}\text{Si}_{1.9}\text{B}_0$ アモルファス	3.5
	$\text{Co}_{88.1}\text{Fe}_1\text{Cr}_1\text{Si}_{1.9}\text{B}_{1.0}$ アモルファス	1.4
	$\text{Co}_{88.1}\text{Fe}_1\text{Ni}_{1.9}\text{Si}_{1.9}\text{B}_{1.0}$ アモルファス	1.8

## 実施例 4

第2表に示す組成の厚さ3 $\mu$ mの合金膜をホトセラム基板上にマグネトロンスパック装置を用いて作製した。

次にこの合金をN<sub>2</sub>ガス雰囲気中で熱処理し、1MHzにおける実効透磁率 $\mu_{eff}$ を測定した。また塩水噴霧試験により耐食性を調べた。

得られた結果を第2表に示す。

本発明合金は、耐食性に優れ、透磁率が高いためVTR用磁気ヘッドなどに適している。

第 2 表

No	合金組成 (at%)	$\mu_{eff}$	耐食性
29	Fe <sub>81</sub> .Cu <sub>15</sub> .Nb <sub>3</sub> .B <sub>1</sub>	1400	○
30	Fe <sub>81</sub> .Cu <sub>15</sub> .Nb <sub>3</sub> .B <sub>1</sub> .Zr <sub>1</sub>	1300	○
31	Fe <sub>81</sub> .Cu <sub>15</sub> .Nb <sub>3</sub> .B <sub>1</sub> .Si <sub>1</sub>	1300	○
32	Fe <sub>81</sub> .Cu <sub>15</sub> .Ta <sub>3</sub> .B <sub>1</sub> .Zr <sub>1</sub>	1320	○
33	Fe <sub>81</sub> .Cu <sub>15</sub> .Nb <sub>3</sub> .Cr <sub>2</sub> .B <sub>1</sub>	1340	●
34	(Fe <sub>80</sub> .Co <sub>10</sub> ) <sub>81</sub> .Cu <sub>15</sub> .Zr <sub>1</sub> .Nb <sub>3</sub> .B <sub>1</sub>	1310	○
35	(Fe <sub>80</sub> .Ni <sub>10</sub> ) <sub>81</sub> .Cu <sub>15</sub> .Nb <sub>3</sub> .B <sub>1</sub>	1310	○
36	Fe <sub>81</sub> .Cu <sub>15</sub> .Ti <sub>3</sub> .Cr <sub>2</sub> .B <sub>1</sub>	1310	●
37	Fe <sub>81</sub> .Cu <sub>15</sub> .Mo <sub>3</sub> .Nb <sub>3</sub> .B <sub>1</sub>	1320	○
38	Fe <sub>81</sub> .Ag <sub>15</sub> .Nb <sub>3</sub> .B <sub>1</sub>	1700	○
39	Fe <sub>81</sub> .Cu <sub>15</sub> .Nb <sub>3</sub> .Zr <sub>1</sub> .B <sub>1</sub>	1720	○
40	Fe <sub>81</sub> .Cu <sub>15</sub> .Nb <sub>3</sub> .Sn <sub>3</sub> .B <sub>1</sub>	1300	○
41	Fe <sub>81</sub> .Cu <sub>15</sub> .Nb <sub>3</sub> .B <sub>1</sub> .B <sub>1</sub>	1610	○
42	Fe <sub>81</sub> .Cu <sub>15</sub> .Nb <sub>3</sub> .B <sub>1</sub> .Zr <sub>1</sub>	1320	●
43	Fe <sub>81</sub> .Cu <sub>15</sub> .Nb <sub>3</sub> .Pd <sub>3</sub> .B <sub>1</sub>	1300	●
44	Fe <sub>81</sub> .Cu <sub>15</sub> .Nb <sub>3</sub> .Pd <sub>3</sub> .B <sub>1</sub>	1820	●
45	Fe <sub>81</sub> .Cu <sub>15</sub> .Nb <sub>3</sub> .B <sub>1</sub>	1310	○
46	Fe <sub>81</sub> .Ag <sub>15</sub> .Nb <sub>3</sub> .Zr <sub>1</sub> .B <sub>1</sub>	1330	○
47	(Fe <sub>80</sub> .Co <sub>10</sub> ) <sub>81</sub> .Ag <sub>15</sub> .Nb <sub>3</sub> .Zr <sub>1</sub> .Ta <sub>3</sub> .B <sub>1</sub>	1380	○
48	Fe <sub>81</sub> .Ag <sub>15</sub> .Nb <sub>3</sub> .B <sub>1</sub>	1470	○
49	Fe <sub>81</sub> .Cu <sub>15</sub> .Ag <sub>15</sub> .Nb <sub>3</sub> .Ti <sub>3</sub> .Cr <sub>2</sub> .B <sub>1</sub>	1680	●
50	Fe <sub>81</sub> .Cu <sub>15</sub> .Nb <sub>3</sub> .Cr <sub>2</sub> .B <sub>1</sub>	1710	●
51	Fe <sub>81</sub> .Cu <sub>15</sub> .Nb <sub>3</sub> .Zr <sub>1</sub> .B <sub>1</sub>	1910	○
52	Fe <sub>81</sub> .Fe <sub>15</sub> .Nb <sub>3</sub> .B <sub>1</sub>	1620	○
53	Fe <sub>81</sub> .Cu <sub>15</sub> .Nb <sub>3</sub> .Ru <sub>3</sub> .B <sub>1</sub>	1530	○
54	Fe <sub>81</sub> .Cu <sub>15</sub> .Nb <sub>3</sub> .B <sub>1</sub>	1420	○
55	Fe <sub>81</sub> .Cu <sub>15</sub> .Nb <sub>3</sub> .Zr <sub>1</sub> .B <sub>1</sub>	1390	○
比較例	Fe <sub>80</sub> .Si <sub>10</sub>	400	×
	Fe <sub>80</sub> .Al <sub>10</sub> .Si <sub>10</sub>	1500	△
	Fe <sub>80</sub> .Ga <sub>10</sub> .Si <sub>10</sub>	1150	△

ひじょうに良好、○ 良好、△ 並、× 劣る



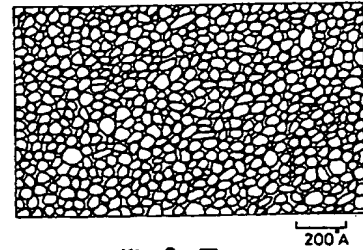
〔発明の効果〕

本発明によれば、軟磁気特性に優れ、低磁歪のFe基磁性合金を得ることができるためその結果は著しいものがある。

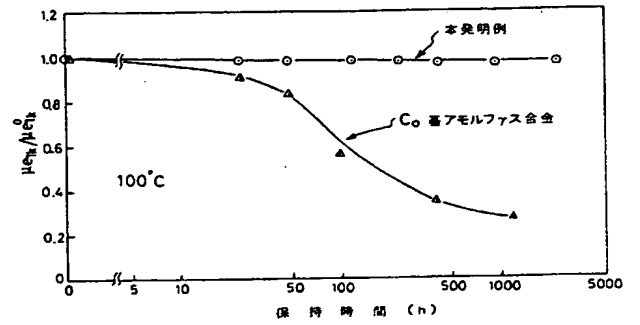
4. 図面の簡単な説明

第1図は本発明に係る合金の透過電子顕微鏡により観察したマイクロ組織の概略図を示した図、第2図は本発明に係る合金と従来のアモルファス合金の1kHzにおける実効透磁率 $\mu_{eff}$ の経時変化の一例を示した図である。

第1図



第2図



出願人 日立金属株式会社

